

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 59035619
PUBLICATION DATE : 27-02-84

APPLICATION DATE : 18-08-82
APPLICATION NUMBER : 57142969

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : MATSUSHITA HIROSHI;

INT.CL. : C21D 8/00 // B21B 3/00 B23K 9/23 C22C 38/14

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSILE STEEL MATERIAL HAVING EXCELLENT TOUGHNESS OF WELD ZONE

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a high tensile steel material having excellent toughness of weld zones and base material at a low cost with good productivity by rolling low carbon steel having a specific Ca/S ratio and of low N content extremely low S content and high Mn content, then cooling the same under specific conditions.

CONSTITUTION: The steel contg., by wt%, 0.035~0.160% C, 0.001~0.400% Si, 0.6~1.6% Mn, 0.003~0.012% Ti, 0.01~0.09% Al, 0.0001~0.0060% N, 0.0001~0.0020% S, 0.0001~0.0100% Ca, $\leq 0.015\%$ P, satisfying the relation 1.0~5.0 Ca/S, contg. further ≥ 1 kinds among 0.1~1.0% Cu, 0.1~9.5% Ni, 0.1~1.0% Cr, 0.05~0.35% Mo, 0.008~0.030% Nb, 0.01~0.07% V, 0.0005~0.0015% B according to need, and the balance Fe, is treated in the following way: The steel is rolled after heating to 870~1,280°C and is cooled at a rate of 5~50°C/sec. in the temp. region from the end temp. of rolling to 450°C after the completion of rolling at 800~690°C.

COPYRIGHT: (C)1984,JPO&Japio

2nd

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭59-35619

⑤ Int. Cl. ³	識別記号	庁内整理番号	⑬ 公開 昭和59年(1984)2月27日
C 21 D 8/00		7047-4K	
// B 21 B 3/00		7516-4E	発明の数 2
B 23 K 9/23		7727-4E	審査請求 未請求
C 22 C 38/14	C B A	7147-4K	

(全 9 頁)

⑭ 溶接部靱性のすぐれた高張力鋼材の製造方法

⑯ 発 明 者 松下宏

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑰ 特 願 昭57-142969

⑱ 出 願 昭57(1982)8月18日

⑲ 発 明 者 瀬田一郎

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社

大阪市東区北浜5丁目15番地

㉑ 代 理 人 弁理士 富田和夫 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

溶接部靱性のすぐれた高張力鋼材の
製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) C : 0.035 ~ 0.160%,

Si : 0.001 ~ 0.400%,

Mn : 0.6 ~ 1.6%,

Ti : 0.003 ~ 0.012%,

Al : 0.01 ~ 0.09%,

N : 0.0001 ~ 0.0060%,

S : 0.0001 ~ 0.0020%,

Ca : 0.0001 ~ 0.0100%,

P : 0.015% 以下,

を含有するとともに、Ca/S = 1.0 ~ 5.0 の関係
を満足し、

Feおよび不可避不純物：残り、

(以上重量%) からなる鋼を870 ~ 1280℃
の温度に加熱してからこれに圧延加工を施し、
800 ~ 690℃の温度にて圧延を終了した後、
該圧延終了温度から450℃までの温度域を5 ~
50℃/secの速度で冷却することを特徴とする溶
接部靱性のすぐれた高張力鋼材の製造方法。

(2) C : 0.035 ~ 0.160%,

Si : 0.001 ~ 0.400%,

Mn : 0.6 ~ 1.6%,

Ti : 0.003 ~ 0.012%,

Al : 0.01 ~ 0.09%,

N : 0.0001 ~ 0.0060%,

S : 0.0001 ~ 0.0020%,

Ca : 0.0001 ~ 0.0100%,

P : 0.015% 以下,

を含有するとともに、Ca/S = 1.0 ~ 5.0 の関係
を満足し、さらに、

Cu : 0.1 ~ 1.0%, Ni : 0.1 ~ 9.5%,

Cr : 0.1 ~ 1.0%, Mo : 0.05 ~ 0.35%,

Nb : 0.008 ~ 0.030%, V : 0.01 ~ 0.07%

B : 0.0005 ~ 0.0015 % ,

のうちの1種以上を含み、

Feおよび不可避不純物：残り、

(以上重量%) からなる鋼を870~1280℃の温度に加熱してからこれに圧延加工を施し、800~690℃の温度にて圧延を終了した後、該圧延終了温度から450℃までの温度域を5~50℃/secの速度で冷却することを特徴とする溶接部靱性のすぐれた高張力鋼材の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

この発明は、溶接部靱性の極めてすぐれた高張力鋼材の製造方法に関するものである。

近年、各種建造物や産業機械等の構造材として、高強度でかつ加工性のすぐれた鋼材への要求が高まっており、これらに対処するために各種の鋼材が開発され、使用されるようになってきた。そして最近では、エネルギー事情の悪化等から、寒冷地その他の極めて苛酷な環境下での資源開発のやむなきに至っており、鋼母材自体の靱性改善のほ

ではフェライトが得られたとしても細粒にはなり得ず、結局靱性が劣化してしまつて所望の効果をあげることはできなかった。

一方、最近の製鋼・精錬技術の進歩には目を見張るものがあり、極低S技術、低N鋼溶製技術、Ca処理によつてS分の形状を制御する技術、およびTi量の微量コントロール技術等においては、これまで達成できなかった著しい成果が次々にあげられているのが現状である。

本発明者等は、上述のような観点に立つて、格別なコスト上昇を伴わずに、かつ従来の溶接部靱性対策鋼以上に極めてすぐれた溶接部靱性を有する高張力鋼材を生産性良く得るべく、特に最新の製鋼技術の現状を十分にふまえて研究を行なつた結果、以下(a)~(c)に示す如き知見を得るに至つたのである。すなわち、

(a) 所望の強度を有する高張力鋼において、衝撃値劣化の原因となるS含有量を、0.003重量%以上の含有が普通であつた溶接部脆化対策鋼に比して極低レベルにまで下げるとともに、H A Z脆

か、これに相応する鋼材溶接部の脆化対策も重要な課題の1つとなつてきている。

従来より、鋼材のH A Z (溶接熱影響部) 靱性の改善対策として、鋼を高Mn鋼 (通常はMn: 1.3重量%以上) とすることによつて強度を確保し、さらに、鋼中のNをTi添加によつて固定する等の方法が採られてきた。

しかしながら、高Mn鋼において低温割れの発生を抑止し得るだけの低炭素当量 (低Ceq) を得るためには、鋼中のC含有量を極めて低くする必要があり、製鋼作業が困難になるとともに、Mn成分添加に際して、安価なフェロマンガンではなくシリコマンガンや金属Mnを使用しなければならず、製品コストの上昇を招くという問題点があつた。なぜなら、フェロマンガンにはC分も多量に含有されており、Mnを多くすると必然的にCも高くなるからである。

そこで、このようなことをふまえて、Mn: 0.90重量%以下という低Mn域にてH A Z部をフェライトとする試みも行なわれたが、このような低Mn域

化の原因となるN含有量をも極力低減し、しかも鋼中の微量SをCa処理によりCaSとして固定し球状化することでこれをフェライト生成核となさしめ、これにさらに鋼中NをTiで固定するという各処理を組合せると、各々の処理に期待される作用効果が有機的に組み合つて助長され、その結果、低Mn鋼においてもH A Z部に細粒のフェライト組織を得ることができるようになつて、従来の低Mn鋼以上に低温靱性が向上するとともに、他方では、MnSが存在せずかつCaSの量も極めて少ないので、延性・脆性遷移領域においても極めて良好な衝撃値が得られることから、フェライト地の細粒化効果と相まつて従来の高MnのH A Z部以上のすぐれた低温靱性が得られること、

(b) このように、低N化・極低S化と、Ti処理およびCa処理との組合せを高Mn鋼材に適用すれば、従来の高Mn化材よりもさらに低温靱性が向上すること、

(c) 上述のような処理を施した高張力鋼中に、Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, VおよびBの1種または2

種以上の所定量を添加すれば、該鋼材の強度、靱性、あるいは耐食性を更に改善できること、

したがって、この発明は上記知見に基いてなされたものであつて、

C: 0.035~0.160% (以下%は重量%)、

Si: 0.001~0.400%、

Mn: 0.6~1.6%、

Ti: 0.003~0.012%、

Al: 0.01~0.09%、

N: 0.0001~0.0060%、

S: 0.0001~0.0020%、

Ca: 0.0001~0.0100%、

P: 0.015%以下、

を含有するとともに、 $Ca/S = 1.0 \sim 5.0$ の関係を満足しているか、あるいはさらに、

Cu: 0.1~1.0%、 Ni: 0.1~9.5%、

Cr: 0.1~1.0%、 Mo: 0.05~0.35%、

Nb: 0.008~0.030%、 V: 0.01~0.07%、

B: 0.0005~0.0015%、

のうちの1種以上を含み、

C成分は、最も経済的に鋼材の強度を確保する元素であるが、その含有量が0.035%未満では鋼材強度確保作用に所望の効果を得ることができず、一方0.160%を超えて含有せしめると鋼材の溶接性や靱性が損なわれるようになることから、その含有量を0.035~0.160%と定めた。

② Si

Si成分には、溶接構造物としての母材特性を改善する作用があるほか、鋼の脱酸作用をも有するものであるが、その含有量が0.001%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、一方、0.400%を超えて含有させると溶接部靱性を損なうようになることから、その含有量を0.001~0.400%と定めた。

③ Mn

Mn成分は、Cについて経済的に強度を確保する作用を有する元素であるが、その含有量が0.6%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、一方1.6%を超えて含有せしめると溶接部靱性に悪影響を与えるようになることから、その含

Feおよび不可避不純物：残り、

からなる鋼を870~1280℃の温度に加熱してからこれに圧延加工を施し、800~690℃の温度にて圧延を終了した後、該圧延終了温度から450℃までの温度域を5~50℃/secの速度で冷却することによつて、溶接部靱性のすぐれた高張力鋼材を得ることに特徴を有するものである。

なお、この発明の方法において圧延に供する鋼は、通常のインゴット製造によつて製造された鋼塊に適当な分塊圧延を施してスラブとしたものでも良いし、連続製造法により直接スラブとしたものでも良いが、TiN微細分散やCaS微細分散の面からは、どちらかというとも連続製造法によつてスラブとしたものの方が好ましい。

つぎに、この発明の高張力鋼材の製造方法において、圧延に供される鋼の化学成分組成、加熱温度、圧延終了温度、および冷却条件を上記のように限定した理由を説明する。

1) 鋼の化学成分組成

① C

有量を0.6~1.6%と定めた。

④ Ti

Ti成分は、溶接部靱性を改善するために特に有効な元素である。すなわち、Tiは、鋼中のNをTi窒化物として固定し、Nによる溶接部靱性劣化作用を取り除くと同時に、Ti窒化物が溶接部靱性に好影響を及ぼすという作用を積極的に利用するために添加するものであり、それ故に、共存するN量によつてもその効果が左右されるものではあるが、その含有量が0.003%未満では靱性改善効果がもたらされず、一方0.012%を超えて含有させると、逆に靱性が劣化するようになることから、その含有量を0.003~0.012%と定めた。そして、このようにTi含有量を低目に抑えたことも、この発明の重要なポイントの1つである。

⑤ Al

Al成分には母材靱性を確保する作用があるが、その含有量が0.01%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、一方0.09%を超えて含有させると鋼の清浄度が悪化することとなるの

で、その含有量を0.01～0.09%と定めた。

⑥ N

N成分は、鋼中に不可避免的に入る一種の不純物であるが、TiやAlと結合してTiNやAlN等の窒化物を形成する元素である。そして、形成されたTiNが溶接部靱性に好影響を与えることから、これを積極的に利用するために、その好影響が認められる限度である0.0001%を含有量の下限值とした。一方0.0060%を超えて含有すると、溶接部の靱性が極端に損なわれるようになることも確認された。以上のような理由から、N含有量を0.0001～0.0060%と定めた。また、窒化物の形成の面からは、Ti/Nの比が1.5～3.4であることが望ましいが、N量規定により1.5～3.4の範囲外の組成においても比較的高靱性を得られることが確認された。

第1図は、3種類のTi添加鋼に対してN含有量を変化させたときの溶接部靱性の変化状況を示す線図である。なお、このときの溶接入熱は6万J/cmであつた。

CaSの作用を有効に利用できるS含有量の最低量が0.0001%であることから、S含有量を、0.0001～0.0020%と定めた。

第2図は、溶接部靱性に対するS含有量の影響を示した線図である。なお、このときの溶接入熱は6万J/cmであつた。

第2図からも、S量が0.0020%以下になると溶接部靱性の衝撃吸収エネルギーが著しく向上していることがわかる。

⑦ Ca

Ca成分には、Sと硫化物を形成して鋼の異方性を小さくするとともに溶接部の靱性を向上させる作用があるが、その含有量が0.0001%未満では前記作用に所望の効果をj得ることができず、一方0.010%以上では鋼の清浄度を悪化することから、その含有量を0.0001～0.0100%と定めた。

⑧ P

P分はSと同様に鋼中に不純物として含まれるのを避けることのできない元素であり、その含有

第1図からも、鋼中のN含有量が0.0060%を超えると溶接部靱性が著しく劣化することがわかる。また、Ti量が0.012%から0.003%に低下するにつれて、溶接部靱性の指標としてとつたところの、 vTs (シャルピー破面遷移温度)の最低値を示すN量が徐々に低N側へ移行して行くのがわかる。この最低の vTs を示すN量は、Ti/N比で約2.5を示すところである。また、Ti量を最大限0.012%と低く抑えているために、極低N域での脆化の程度が比較的小さく抑えられていることもわかる。

⑨ S

S成分は、一般に鋼中に不純物元素として含まれているが、本発明においては極低S化を実現することにより溶接部の靱性を著しく改善することができた。このような極低S化の効果が発揮されるのは、S含有量が0.0020%以下の範囲であり、一方、Ca添加によつてSはCaSとして固定され、これが鋼の異方性を小さくするとともに溶接部の靱性向上にも有効に作用するものであるが、この

量が少ない程、母材靱性や溶接部靱性、あるいは溶接性が向上するので、可能な限り含有量を抑えるのが好ましいものである。しかしながら、通常の製鉄・製鋼プロセスでは低P鋼を得るために特別の処理を施すのが一般的であり、低P化によるコストアップと特性向上との兼ね合いから、P含有量の上限を定めるのが普通であるが、本発明方法の場合は、特に、P含有量が0.015%を超えると所望の溶接部靱性を得ることができなくなるので、その含有量を0.015%以下と定めた。

⑩ Ca/S

S成分に対するCa成分の重量比率もまた、前述の説明から理解できるように溶接部靱性に大きな影響を与える要因となるものであり、極低S域においてはその値、すなわちCa/Sの値が1.0未満であつても、また5.0を超えても溶接部靱性が極端に劣化することから、その値を1.0～5.0と定めた。

第3図は、溶接部靱性に与えるCa/Sの値の影響を示した線図であるが、第3図からも、

極低S域においてはCa/Sの値が1.0～5.0の場合にのみ溶接ボンド部の衝撃吸収エネルギーが著しく向上していることがわかる。

(1) Ni

Ni成分には、溶接性に悪影響を与えることなしに母材の強度および靱性を格段に向上する作用があるので、特により一層の母材強度や靱性の向上が要求される場合に必要に応じて添加されるが、その含有量が0.1%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方0.5%を超えて含有させてもそれ以上の向上効果が得られないうえ、通常の用途に対しては0.5%以下の添加で十分な成果が得られることから、その含有量を0.1～0.5%と定めた。

(2) Cu

Cu成分にはNiとほぼ同様な作用があるとともに、耐環境腐食性を改善し、若干の強度上昇作用をも有する元素であるので、特により一層の母材強度・靱性、耐環境腐食性、強度等の向上が要求される場合に必要に応じて添加されるが、その含有量

に応じて含有せしめられるものであるが、その含有量が0.05%未満では前記作用に所望の効果が得ることができず、一方0.35%を超えて含有させると溶接部靱性および溶接性が極端に劣化するようになることから、その含有量を0.05～0.35%と定めた。

(3) Nb, および V

NbおよびV成分はともに本発明鋼の圧延組織の細粒化と析出硬化を狙って、必要に応じて含有せしめ、強度および靱性向上を図る添加元素であるが、Nb含有量が0.008%未満、あるいはV含有量が0.01%未満では強度および靱性向上に所望の効果が得られず、一方、Nb含有量が0.030%を超えるか、あるいはV含有量が0.07%を超えると溶接部靱性に悪影響が出てくるようになることから、その含有量を、Nb: 0.008～0.030%、V: 0.01～0.07%とそれぞれ定めた。

(4) B

B成分には焼入れ性を向上させて強度を高めるとともに、溶接部において鋼中の遊離Nと結合し

が0.1%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方1.0%を超えて含有させると、鋼の熱間圧延中にCu-クラックが発生して鋼材製造が困難になることから、その含有量を0.1～1.0%と定めた。

(5) Cr

Cr成分は圧延組織のベイナイト化を促進し、強度や靱性を向上させる作用を有するほか、耐環境腐食性をも改善する作用を備えた安価な元素であるので、特により一層の強度、靱性および耐環境腐食性が要求される場合に必要に応じて含有せしめられるものであるが、その含有量が0.1%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方1.0%を超えて含有させると溶接部の硬化を増大させ、靱性および耐割れ性の低下を招くようになることから、その含有量を0.1～1.0%と定めた。

(6) Mo

Mo成分には、少量の添加により母材の強度および靱性を改善する作用があるので、特により一層の母材強度や靱性改善が要求される場合に必要に

てBNを形成し、溶接ボンド部の靱性を向上する作用があるので、特により一層のこれらの特性向上が要求される場合に必要に応じて添加されるものであるが、その含有量が0.0005%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方0.0015%を超えて含有させると、Ti添加および低N化の背景を有するが故に溶接部靱性の著しい低下を招くようになることから、その含有量を0.0005～0.0015%と定めた。

以上のように鋼の化学成分組成を限定しても、加熱圧延条件が不適当であると、所望のすぐれた強度および靱性を得ることができないので、加熱圧延条件をも上記のように限定したのである。すなわち、

(I) 加熱温度

圧延に供する鋼の加熱温度が870℃未満では、鋼材を十分にオーステナイト化できない恐れがあるとともに、炭化物や窒化物が十分オーステナイト中に固溶させ得ないことがあり、一方1280℃を超えて加熱すると、 γ 粒径が大きくなつて圧

延後の組織を粗くし、母材の靱性を損なうようになることから、加熱温度を870~1280℃と定めた。なお、母材に特に高靱性を要求される場合には、r粒径の粗大化を極力避けるために加熱温度の上限を1000℃とするのが好ましい。

III) 圧延終了温度

圧延終了温度が800℃を越えた場合には、圧延加工による鋼板組織の微細化作用が不十分となり、安定した高靱性が得られない。また、変態が十分進行していない場合には、強度が高くなりすぎる等の理由により強度バラツキが大きくなる。一方、890℃未満の温度域で圧延を行なうと、変態を終了したフェライトに加工を加えることとなり、特に低温加工のために加工歪が残ったままとなつて母材の靱性が損なわれるようになるので、圧延終了温度を800~690℃と定めた。

なお、母材により高靱性が要求される場合には、低温域での圧下量を多くするのが有効であり、870℃以下の累積圧下率を60%以上とすることが望ましい。

ついで、この発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。

実施例

まず、通常の連続鋳造法によつて、第1表に示す如き化学成分組成を有する本発明対象鋼A~M、および比較鋼N~Wのスラブを製造した。比較鋼N~Wは、第1表中の※印の点で本発明対象鋼の成分組成範囲から外れた組成を有しているものである。

つぎに、これらそれぞれのスラブを、第2表に示される条件にて加熱・圧延・冷却し、得られた鋼板の機械的性質および溶接部の特性を測定した。そしてその結果も第2表に併せて記載した。なお、熱間圧延の際の圧延率は50%とした。また、溶接部の特性を測定するにあつては、V型開先を採出し、

溶接電流：700A、

溶接電圧：37V、

溶接速度：25cm/min、

溶接入熱量：62000J/cm、

IV) 冷却条件

この発明の高張力鋼材の製造方法においては、圧延終了後から加速冷却を行なうことが母材強度を高めるために有効であるが、その冷却速度が5℃/sec未満であると強度上昇が小さくて所望の高強度を得ることができず、一方50℃/secを越えた場合には母材強度は上昇するものの母材靱性の劣化を来すこととなることから、冷却速度を5~50℃/secと定めた。また、冷却速度を限定した範囲は、圧延終了温度から450℃までの温度域であるが、450℃を下まわる温度域では単なる放冷でも加速冷却でもどちらを採用しても所望の強度および靱性値を達成することができるので、要求される母材の強度と靱性のバランスを考慮しながらいずれかを採用するのがよい。そして、強度はそれほど必要としないが高靱性を要求される場合には、450℃から放冷することが望ましく、逆に、靱性はそれほど必要としないが高強度を要求される場合には、加速冷却をさらに低温まで持続するのが好ましい。

鋼 種		化 学 成 分 (重 量 %)																		Ca/g
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	Al	Ca	N	Fe+その他不純物		
本 発 明 対 象 鋼	A	0.07	0.25	1.38	0.007	0.0010	-	-	-	-	-	0.0100	-	-	0.050	0.0020	0.0050	残	2.0	
	B	0.07	0.26	1.54	0.007	0.0010	-	-	-	-	-	0.0080	-	-	0.045	0.0020	0.0040	残	2.0	
	C	0.05	0.27	1.54	0.007	0.0015	-	-	-	-	-	0.0070	-	-	0.030	0.0020	0.0020	残	1.3	
	D	0.06	0.25	1.49	0.006	0.0009	0.15	-	-	-	-	0.010	-	-	0.050	0.0021	0.0035	残	2.3	
	E	0.06	0.26	1.51	0.005	0.0008	-	0.5	-	-	-	0.011	-	-	0.060	0.0019	0.0030	残	2.4	
	F	0.05	0.26	1.53	0.003	0.0007	-	-	0.6	-	-	0.012	-	-	0.040	0.0014	0.0039	残	2.0	
	G	0.06	0.29	1.56	0.002	0.0005	-	-	-	0.10	-	0.012	-	-	0.035	0.0011	0.0041	残	2.2	
	H	0.06	0.27	1.55	0.001	0.0008	-	-	-	-	0.05	0.010	-	-	0.034	0.0022	0.0045	残	2.8	
	I	0.05	0.26	1.54	0.002	0.0015	-	-	-	-	-	0.0090	0.02	-	0.043	0.0029	0.0042	残	1.9	
	J	0.05	0.26	1.56	0.001	0.0011	-	-	-	-	-	0.0090	-	0.0007	0.080	0.0024	0.0043	残	2.2	
	K	0.06	0.25	1.49	0.005	0.0013	-	1.0	-	-	0.03	0.010	-	-	0.060	0.0030	0.0049	残	2.3	
	L	0.06	0.24	1.48	0.003	0.0005	0.15	-	0.4	-	-	0.010	-	-	0.054	0.0009	0.0055	残	1.8	
	M	0.04	0.27	1.38	0.002	0.0008	0.12	0.3	0.15	0.08	0.03	0.0070	0.01	0.0009	0.030	0.0015	0.0035	残	1.9	
	比 較 鋼	N	0.07	0.45 [※]	1.46	0.004	0.0011	-	-	-	-	-	0.011	-	-	0.035	0.0025	0.0032	残	2.3
O		0.07	0.25	1.75 [※]	0.003	0.0009	-	-	-	-	-	0.012	-	-	0.051	0.0028	0.0038	残	3.0	
P		0.06	0.24	1.45	0.005	0.003 [※]	-	-	-	-	-	0.010	-	-	0.040	0.0030	0.0042	残	1.0	
Q		0.07	0.25	1.40	0.007	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	0.049	0.0020	0.0050	残	2.0	
R		0.07	0.26	1.47	0.006	0.0007	-	-	-	-	-	0.013 [※]	-	-	0.052	0.0029	0.0057	残	4.3	
S		0.06	0.27	1.46	0.007	0.0006	-	-	-	-	-	0.011	-	-	0.007 [※]	0.0027	0.0056	残	4.6	
T		0.07	0.25	1.43	0.008	0.0006	-	-	-	-	-	0.009	-	-	0.100 [※]	0.0028	0.0046	残	4.4	
U		0.08	0.24	1.42	0.006	0.0015	-	-	-	-	-	0.008	-	-	0.046	- [※]	0.0020	残	-	
V		0.07	0.24	1.43	0.0015	0.0008	-	-	-	-	-	0.008	-	-	0.041	0.0130 [※]	0.0048	残	10.0	
W		0.07	0.24	1.35	0.007	0.001	-	-	-	-	-	0.010	-	-	0.045	0.0025	0.0070 [※]	残	2.5	

第 1 表

試験種別	使用鋼種	スラブ加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	加速冷却速度 (℃/sec)	母材の機械的性質				溶接部の特性			
					降伏点 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	VTs (℃)	VB-ss (kg-mm)	VTs (℃)	VB-ss (kg-mm)	VB-ss (kg-mm)	VB-ss (kg-mm)
本 発 明 方 法	1 A	930	710	20 (但し、 450℃以後は大気放冷)	41.1	52.3	-93	29.8	-62	10.5	25.4	
	2 B				42.3	54.3	-102	28.9	-65	11.2	25.2	
	3 C				41.4	53.5	-105	28.9	-63	13.2	25.4	
	4 D				43.2	55.8	-110	30.2	-65	14.5	27.8	
	5 E				44.1	58.2	-130	30.1	-70	20.3	31.4	
	6 F				47.3	59.4	-113	27.4	-61	10.2	32.4	
	7 O				44.5	56.3	-108	27.3	-60	9.8	23.1	
	8 H				45.9	57.6	-128	28.9	-64	10.3	26.7	
	9 I				43.9	55.8	-138	32.1	-62	10.4	23.8	
	10 J				40.3	51.4	-134	32.7	-65	15.2	26.8	
	11 K				48.2	51.7	-148	33.5	-75	20.8	30.3	
	12 L				47.5	58.2	-94	27.2	-60	8.8	25.6	
	13 M				46.2	56.8	-95	27.6	-60	9.7	27.2	
	14 N [※]				44.6	56.7	-96	27.4	-42	3.2	20.3	
比 較 鋼 法	15 O [※]				45.3	57.4	-108	30.4	-37	2.8	18.2	
	16 P [※]				43.1	54.7	-98	27.6	-51	4.5	17.8	
	17 Q [※]				41.3	52.5	-63	10.7	-23	0.5	12.3	
	18 R [※]				42.4	54.1	-98	26.3	-17	0.3	13.1	
	19 S [※]				42.5	54.6	-78	25.3	-6	0.2	4.3	
	20 T [※]				42.8	54.7	-97	25.2	-51	5.5	20.4	
	21 U [※]				42.5	53.8	-72	24.6	-32	3.2	25.4	
	22 V [※]				42.5	54.9	-92	25.4	-48	5.1	22.8	
	23 W [※]				39.6	51.2	-94	29.5	-54	5.8	25.6	

第 2 表

試験種別	使用鋼種	スラブ加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	加速冷却速度 (℃/sec)	母材の機械的性質				溶接部の特性			
					降伏点 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	VTs (℃)	VB-50 (kg-mm)	VTs (℃)	VB-50 (kg-mm)	VB-50 (kg-mm)	
本発明方法	24	A	930	710	7	38.2	48.9	-123	34.2	-63	11.2	25.4
	25	A	1150		20	43.2	55.8	-72	24.2	-65	12.3	22.3
	26	A	930		20*	43.1	55.2	-87	26.3	-61	14.3	24.2
比較法	27	A	840 [※]	650 [※]	20	32.3	42.1	-23	0.2	-32	3.2	15.8
	28	A	1300 [※]			44.6	56.2	-58	9.7	-43	5.4	18.2
	29	A				46.2	54.2	-34	0.5	-62	10.8	23.2
比較法	30	A	930	710	1 [※]	32.3	43.2	-100	25.4	-65	10.4	24.5
	31	A			80 [※]	54.2	67.3	-18	0.5	-64	14.2	25.8

(注) *は、450℃以下室温まで加速冷却、その他は450℃以後は大気放冷。

第 3 表

の条件のサブマージアーク溶接を実施した後、第4図に示すように、溶接部表面側から深さ：1mmのところから試験片aを採取して試験を行なった。

一方、前記第1表の本発明対象鋼Aの成分組成を有するスラブについて、第3表に示される如き各種の加熱・圧延・冷却条件での加工を施して、前記と同様に得られた鋼板の機械的性質および溶接部特性を測定したところ、同じく第3表に示したような結果が得られた。なお、第3表における※印は、いずれも本発明方法の範囲から外れた条件を与えたことを示すものである。

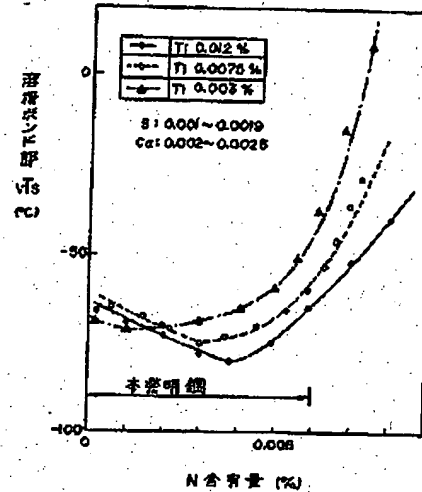
このようにして得られた結果を検討すると、使用する鋼の成分組成が本発明の範囲内のものであつて、しかも本発明における条件どおりの圧延を施した本発明方法1～13、および24～26で得られた鋼板は、いずれも良好な母材強度、靱性、および良好な溶接部靱性を備えていることがわかり、また、本発明方法24は加速冷却速度が7℃/secと小さく、得られた鋼板の強度は本発明方法例の他のものよりは低い、母材靱性はVTs

(シャルピー破面遷移温度)：-123℃、VB-50 (-60℃におけるシャルピー吸収エネルギー値)：34.2と極めて良好な値を示しており、溶接部もすぐれた靱性を有していることが明らかである。そして、本発明方法25はスラブ加熱温度が1150℃と高くまた加速冷却速度が20℃/secと大きい、ため、得られた鋼板の母材靱性はVTs：-72℃と劣つてはいるが、強度が著しく向上している。このように、この方法は圧延機のモーターパワーが不足するような場合に有効な方法である。さらに、本発明方法26は圧延後20℃/secで450℃まで冷却し、その後も加速冷却を続けた場合の例であるが、本発明方法24に比べて得られた鋼板の母材靱性は若干低下しているけれども本発明方法25ほど低下の度合は大きくなく、強度は本発明方法25と同程度まで向上していることがわかる。

これに対して、使用する鋼の成分組成範囲、あるいは圧延条件が本発明の範囲から外れている比較例によつて製造された鋼板は、いずれも母材の

特開第59- 35819 (9)

第 1 図



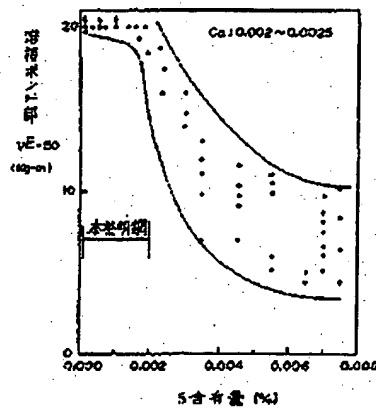
引張や溶接部の強度が良好な値を示していないことは明白である。例えば、比較法17は使用鋼にTiが添加されていないために得られた鋼板の母材および溶接部の強度が著しく劣っており、比較法23は使用鋼にNが過剰に含有されているため溶接部強度が劣っていることがわかる。

上述のように、この発明によれば、従来知られていた溶接部強度対策よりも、溶接部および母材の強度が著しくすぐれた高強度鋼材を、低コストで生産性良く製造することができ、各種溶接構造物の適用範囲をさらに拡大することができるなど、工業上有用な効果をもたらされるのである。

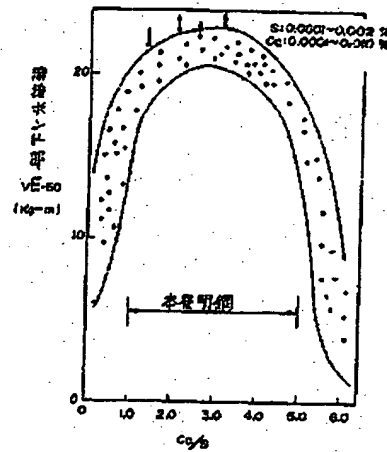
2. 図面の簡単な説明

第1図は溶接部と母材の強度差に及ぼすN含有量の影響を示した線図、第2図は溶接部と母材の強度差に及ぼすS含有量の影響を示した線図、第3図は溶接部と母材の強度差に及ぼすCa/Sの比の影響を示した線図であり、第4図は試験片採取状況を示す概念図である。

第 2 図



第 3 図



第 4 図

